

# Document made available under the Patent Cooperation Treaty (PCT)

International application number: PCT/JP05/007109

International filing date: 06 April 2005 (06.04.2005)

Document type: Certified copy of priority document

Document details: Country/Office: JP  
Number: 2005-102041  
Filing date: 31 March 2005 (31.03.2005)

Date of receipt at the International Bureau: 09 June 2005 (09.06.2005)

Remark: Priority document submitted or transmitted to the International Bureau in compliance with Rule 17.1(a) or (b)



World Intellectual Property Organization (WIPO) - Geneva, Switzerland  
Organisation Mondiale de la Propriété Intellectuelle (OMPI) - Genève, Suisse

19.5.2005

日 本 国 特 許 庁  
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出 願 年 月 日  
Date of Application: 2 0 0 5 年 3 月 3 1 日

出 願 番 号  
Application Number: 特 願 2 0 0 5 - 1 0 2 0 4 1

パリ条約による外国への出願  
に用いる優先権の主張の基礎  
となる出願の国コードと出願  
番号

The country code and number  
of your priority application,  
to be used for filing abroad  
under the Paris Convention, is

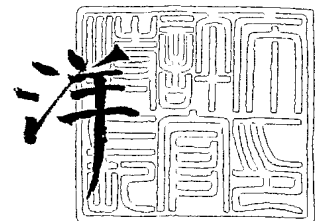
J P 2 0 0 5 - 1 0 2 0 4 1

出 願 人  
Applicant(s): 新日本製鐵株式会社

2 0 0 5 年 5 月 9 日

特許庁長官  
Commissioner,  
Japan Patent Office

小 川



【書類名】 特許願  
【整理番号】 A30127802  
【提出日】 平成17年 3月31日  
【あて先】 特許庁長官 殿  
【国際特許分類】 C22C 38/00 301  
【発明者】  
    【住所又は居所】 富津市新富 2 0 - 1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内  
    【氏名】 伊藤 実  
【発明者】  
    【住所又は居所】 富津市新富 2 0 - 1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内  
    【氏名】 児島 明彦  
【発明者】  
    【住所又は居所】 富津市新富 2 0 - 1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内  
    【氏名】 田中 洋一  
【発明者】  
    【住所又は居所】 大分県大分市大字西ノ洲 1 番地 新日本製鐵株式会社 大分製鐵  
    所内  
    【氏名】 皆川 昌紀  
【発明者】  
    【住所又は居所】 富津市新富 2 0 - 1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内  
    【氏名】 長谷川 俊永  
【発明者】  
    【住所又は居所】 大分県大分市大字西ノ洲 1 番地 新日本製鐵株式会社 大分製鐵  
    所内  
    【氏名】 大谷 潤  
【特許出願人】  
    【識別番号】 000006655  
    【氏名又は名称】 新日本製鐵株式会社  
【代理人】  
    【識別番号】 100062421  
    【弁理士】  
    【氏名又は名称】 田村 弘明  
    【電話番号】 03-5687-1051  
    【連絡先】 担当  
【選任した代理人】  
    【識別番号】 100068423  
    【弁理士】  
    【氏名又は名称】 矢葺 知之  
    【電話番号】 03-5687-6054  
【選任した代理人】  
    【識別番号】 100080171  
    【弁理士】  
    【氏名又は名称】 津波古 繁夫  
    【電話番号】 03-5687-6054  
【先の出願に基づく優先権主張】  
    【出願番号】 特願2004-113278  
    【出願日】 平成16年 4月 7日  
【手数料の表示】  
    【予納台帳番号】 008659  
    【納付金額】 16,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 特許請求の範囲 1  
【物件名】 明細書 1  
【物件名】 図面 1  
【物件名】 要約書 1  
【包括委任状番号】 9708427

## 【書類名】 特許請求の範囲

## 【請求項 1】

質量%で、

C : 0.03 ~ 0.14 %、

Si : 0.30 %以下、

Mn : 0.8 ~ 2.0 %、

P : 0.02 %以下、

S : 0.005 %以下、

Al : 0.001 ~ 0.040 %、

N : 0.0010 ~ 0.0100 %、

Ni : 0.8 ~ 4.0 %、

Ti : 0.005 ~ 0.030 %、

Nb : 0.003 ~ 0.040 %

を含有し、NiとMnが式[1]を満たし、残部が鉄および不可避不純物であることを特徴とする、大入熱溶接による溶接熱影響部の低温靱性に優れた厚手高強度鋼板。

$$\text{Ni} / \text{Mn} \geq 10 \times \text{Ceq} - 3 \quad (0.36 < \text{Ceq} < 0.42) \quad \dots [1]$$

$$\text{但し、} \text{Ceq} = \text{C} + \text{Mn} / 6 + (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V}) / 5 + (\text{Ni} + \text{Cu}) / 15$$

## 【請求項 2】

さらに、質量%で、

Ca : 0.0003 ~ 0.0050 %、

Mg : 0.0003 ~ 0.0050 %、

REM : 0.001 ~ 0.030 %

のうちの1種または2種以上を含有し、かつ

O : 0.0010 ~ 0.0050 %

を含有し、円相当径が0.005 ~ 0.5  $\mu\text{m}$ の酸化物を、100個/ $\text{mm}^2$ 以上含有することを特徴とする、請求項1に記載の大入熱溶接による溶接熱影響部の低温靱性に優れた厚手高強度鋼板。

## 【請求項 3】

さらに、質量%で、

B : 0.0005 ~ 0.0050 %

を含有することを特徴とする、請求項1または請求項2に記載の大入熱溶接による溶接熱影響部の低温靱性に優れた厚手高強度鋼板。

## 【請求項 4】

さらに、質量%で、

Cr : 0.1 ~ 0.5 %、

Mo : 0.01 ~ 0.5 %、

V : 0.005 ~ 0.10 %、

Cu : 0.1 ~ 1.0 %

のうちの1種または2種以上を含有することを特徴とする、請求項1ないし請求項3のいずれか1項に記載の大入熱溶接による溶接熱影響部の低温靱性に優れた厚手高強度鋼板。

## 【書類名】明細書

【発明の名称】大入熱溶接による溶接熱影響部の低温靱性に優れた厚手高強度鋼板

## 【技術分野】

## 【0001】

本発明は、船舶、海洋構造物、中高層ビル、橋梁などに使用される溶接熱影響部（Heat Affected Zone、以後、HAZと称す。）の低温靱性に優れた厚手高強度鋼板に関するもので、特に、板厚50mm以上、母材引張強度490～570MPa級の鋼板で、溶接入熱量が20～100kJ/mmの溶接を行った場合においても優れた溶接継手部を有する鋼板に関するものである。

## 【背景技術】

## 【0002】

近年、船舶、海洋構造物、中高層ビル、橋梁などの大型構造物に使用される溶接用鋼材の材質特性に対する要望は厳しさを増している。特に、これら構造物の中では、板厚50mmを超える厚手で母材の引張強度が570MPa級である鋼板の使用も多くなっている。また、溶接の効率化を促進するため、このような厚手高強度鋼板の溶接には、エレクトロガス溶接法、エレクトロスラグ溶接法などに代表されるような大入熱溶接法による1パス溶接が検討されており、母材そのものの靱性と同様に、HAZ靱性の要求も厳しさを増している。

## 【0003】

大入熱溶接法が適用される鋼材のHAZ靱性に注目した提案は、これまで数多くなされてきた。例えば、特許文献1では、微細なTi窒化物を鋼中に確保することによって、HAZのオーステナイト粒を小さくし、靱性を向上させる発明が開示されている。また、特許文献2では、Ti窒化物とMnSとの複合析出物をフェライトの変態核として活用し、HAZの靱性を向上させる発明が提案されている。さらに、特許文献3では、Ti窒化物とBNとの複合析出物を粒界フェライトの析出核として活用し、HAZ靱性を向上させる発明が提案されている。

## 【0004】

しかしながら、このTi窒化物は、HAZのうち最高到達温度が1400℃を超える溶接金属との境界（以下、溶接ボンド部とも称する。）近傍ではほとんど固溶してしまうので、靱性向上効果が低下してしまうという問題がある。そのため、上記のようなTi窒化物を利用した鋼材では、近年のHAZ靱性に対する厳しい要求や、超大入熱溶接におけるHAZ靱性の必要特性を達成することが困難である。

## 【0005】

この溶接ボンド部近傍の靱性を改善する方法として、Ti酸化物を含有した鋼が厚板、形鋼などの様々な分野で使用されている。例えば、厚鋼板の分野では、特許文献4や特許文献5に記載された発明のように、Ti酸化物を含有した鋼が大入熱溶接部靱性向上に非常に有効であり、高張力鋼への適用が有望である。この原理は、鋼の融点においても安定なTi酸化物を析出サイトとして、溶接後の温度低下途中にTi窒化物、MnS等が析出し、さらにそれらをサイトとして微細フェライトが生成し、その結果、靱性に有害な粗大フェライトの生成が抑制されて、靱性の劣化が防止できるというものである。

## 【0006】

しかしながら、このようなTi酸化物は、鋼中へ分散される個数をあまり多くすることができないという問題がある。その原因は、Ti酸化物の粗大化や凝集体であり、Ti酸化物の個数を増加させようとすれば5μm以上の粗大なTi酸化物、いわゆる介在物が増加してしまうためと考えられる。この5μm以上の介在物は、構造物の破壊の起点となったり、靱性の低下を引き起こしたりして、有害であるため回避すべきものである。そのため、さらなるHAZ靱性の向上を達成するためには、粗大化や凝集体が起りにくく、Ti酸化物よりも微細に分散する酸化物を活用する必要があった。

## 【0007】

また、このようなTi酸化物の鋼中への分散方法としては、Al等の強脱酸元素を実質

的に含まない溶鋼中へのTi添加によるものが多い。しかしながら、単に溶鋼中にTiを添加するだけでは鋼中のTi酸化物の個数、分散度を制御することは困難であり、さらには、TiN、MnS等の析出物の個数、分散度を制御することも困難である。そのため、Ti脱酸のみによってTi酸化物を分散させた鋼においては、例えば、Ti酸化物の個数が十分に得られない、あるいは、厚板の板厚方向の靱性が変動するといった問題があった。

#### 【0008】

このような問題に対して、特許文献6や特許文献7では、Ti添加直後のAl添加、あるいはAl、Ca複合添加で、生成するTi-Al複合酸化物やTi、Al、Caの複合酸化物を活用する発明が開示されている。このような発明により、大入熱溶接HAZ靱性を大幅に向上させることが可能となった。

【特許文献1】特公昭55-026164号公報

【特許文献2】特開平03-264614号公報

【特許文献3】特開平04-143246号公報

【特許文献4】特開昭61-079745号公報

【特許文献5】特開昭62-103344号公報

【特許文献6】特開平06-293937号公報

【特許文献7】特開平10-183295号公報

#### 【発明の開示】

#### 【発明が解決しようとする課題】

#### 【0009】

しかし、HAZのオーステナイト粒を小さくしたり、析出物をフェライトの変態核としてフェライトを生成したりする上記の従来手段では、板厚50mm以上で母材強度を引張強度で490MPa以上確保するためには、合金元素を増加させる必要があり、この場合、溶接HAZの硬さが上昇することとともに、靱性を劣化させるMA (Martensite-Austenite constituent) の生成が顕在化するため、例えば、造船分野でのEグレード(−20℃保証)のような十分なHAZ靱性を安定して確保することができない。まして母材強度が引張強度で570MPa以上になると必要なHAZ靱性を得ることができない。

#### 【0010】

そこで、本発明は、板厚50～80mm、母材引張強度490～570MPa級の鋼板で、溶接入熱量が20～100kJ/mmの溶接を行った場合においても優れた溶接HAZ靱性を実現できる、大入熱溶接による溶接熱影響部の低温靱性に優れた厚手高強度鋼板を提供することを目的とするものである。

#### 【課題を解決するための手段】

#### 【0011】

本発明者らは、Ni添加量およびNi/Mnを規定することによって、上記課題を有利に解決し得ることを知見し、さらに検討を加えて初めて本発明を完成させたものであり、その要旨は、以下の通りである。

#### (1) 質量%で、

C : 0.03～0.14%、

Mn : 0.8～2.0%、

S : 0.005%以下、

N : 0.0010～0.0100%、

Ti : 0.005～0.030%、

Si : 0.30%以下、

P : 0.02%以下、

Al : 0.001～0.040%、

Ni : 0.8～4.0%、

Nb : 0.003～0.040%

を含有し、NiとMnが式[1]を満たし、残部が鉄および不可避不純物であることを特徴とする、大入熱溶接による溶接熱影響部の低温靱性に優れた厚手高強度鋼板。

$$Ni/Mn \geq 10 \times Ceq - 3 \quad (0.36 < Ceq < 0.42) \quad \cdots [1]$$

但し、 $Ceq = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$

#### (2) さらに、質量%で、

Ca : 0.0003～0.0050%、Mg : 0.0003～0.0050%、

REM: 0.001~0.030%  
のうちの1種または2種以上を含有し、かつ、

O: 0.0010~0.0050%  
を含有し、円相当径が0.005~0.5 $\mu$ mの酸化物を、100個/mm<sup>2</sup>以上含有することを特徴とする、上記(1)に記載の大入熱溶接による溶接熱影響部の低温靱性に優れた厚手高強度鋼板。

(3) さらに、質量%で、

B: 0.0005~0.0050%  
を含有することを特徴とする、上記(1)または(2)に記載の大入熱溶接による溶接熱影響部の低温靱性に優れた厚手高強度鋼板。

(4) さらに、質量%で、

Cr: 0.1~0.5%、Mo: 0.01~0.5%、

V: 0.005~0.10%、Cu: 0.1~1.0%

のうちの1種または2種以上を含有することを特徴とする、上記(1)ないし(3)のいずれか1項に記載の大入熱溶接による溶接熱影響部の低温靱性に優れた厚手高強度鋼板。

#### 【発明の効果】

##### 【0012】

本発明は、船舶、海洋構造物、中高層ビルなどの破壊に対する厳しい靱性要求を満足する厚手鋼板を供給するものであり、この種の産業分野にもたらす効果は極めて大きく、さらに構造物の安全性の意味から社会に対する貢献も非常に大きい。

#### 【発明を実施するための最良の形態】

##### 【0013】

以下に本発明について詳細に説明する。

これまでHAZ靱性の向上手段として、前述のとおり、高温でのオーステナイト粒の成長を抑制することが考えられてきた。その手段として最も有効な方法は、分散粒子によりオーステナイトの粒界をピンニングし、粒界の移動を止める方法である。これは、溶接入熱が20~100kJ/mmと大入熱である場合においても、HAZの再加熱オーステナイト粒はピンニングにより極めて有効に細粒化する。しかし、母材強度を高めるために合金添加量を増加させていき、鋼材の溶接性と同時に化学成分的な焼入性を示す炭素当量(Ceq)が0.36以上となる鋼材ではHAZの硬さがより高くなるため、再加熱オーステナイト粒がピンニングにより細粒化した場合であっても十分なHAZ靱性が得られないという問題が新たに生じた。このようにHAZ部の硬さが高くなる場合では、地鉄そのものの靱性を向上させることが必要である。

##### 【0014】

そこで、発明者らは、課題としている厚手高強度鋼に必要となる、Ceqが0.36以上0.42以下と高い場合でのHAZ靱性改善に、地鉄そのものの靱性を改善する最適成分系を鋭意検討した。マトリックスの靱性を高める元素としては従来からNiが有効であることが知られている。しかし、今回のようにCeqが0.36以上0.42以下と高いHAZの靱性改善に有効かどうか、また有効である場合はどのような成分条件であれば有効かは知られていない。そこでまず、Ni添加量の影響を検討した。検討にあたっては、母材強度確保に有効なNb量を0.003%以上添加することを前提とした。HAZ靱性の評価には、図1で示されるエレクトロガス溶接(入熱45kJ/mm)相当の熱サイクルを付与した時のシャルピー衝撃試験での延性・脆性遷移温度(vTrs)を採用した。

##### 【0015】

Ni添加量の影響を検討した結果、まず、Niが0.8%より少ない場合では必要な靱性が得られないことが判明した。また、Niを0.8%以上添加した場合であっても、HAZ靱性が改善されないものと、逆にHAZ靱性が低下するものも見られた。そこで、さらに他の添加元素やCeqとの関係を含め鋭意検討した結果、このようにCeqが0.36以上0.42以下の場合では、図2に示すように、HAZ靱性は、CeqとNi/Mn



とによって関係付けられることを見出した。図2は、検討に用いた鋼材の再現HAZ韌性( $vTrs$ )を、 $Ceq$ 毎に層別し、 $Ni/Mn$ 比を横軸としてプロットしたものである。図2から、

$$Ni/Mn \geq 10 \times Ceq - 3 \quad \dots \dots \dots [1]$$

の関係が成立つ鋼材において、 $vTrs$ で $-15^{\circ}C$ 以下の良好な韌性が得られた。式[1]を満たさない鋼材が十分なHAZ韌性が得られない理由としては、 $Ni$ の添加量が十分ではなくマトリックス高韌化効果が小さいため、あるいは、 $Ni$ を多く含む場合であっても $Mn$ の過剰添加によりHAZ中にMA生成し、 $Ni$ の高韌化効果が消失されるためと考えられる。なお、上記検討で用いた鋼材を入熱 $100kJ/mm$ 相当の熱サイクルにて同様の検討を行なった結果、入熱 $100kJ/mm$ の場合においても、式[1]の関係にある鋼材においては良好な再現HAZ韌性が得られることを確認している。

#### 【0016】

上述の検討により、HAZ韌性は、式[1]を満たす、0.8%以上の $Ni$ 添加により改善されることを見出したが、さらに発明者らは、一層のHAZ韌性改善を検討した。HAZ韌性を改善させる方法として以下の3つを検討した。第一に、大入熱溶接では高温滞留時間が長期化するためオーステナイト粒が粗大化し、これがHAZ韌性を低下させることから、高温滞留時のオーステナイトの粗大化を抑制させる方法である。第二に、大入熱溶接では溶接後の冷却時間が長い場合オーステナイト粒界から生成するフェライトの粗大化し、この粗大な粒界フェライトがHAZ韌性低下の原因になることから、粒界フェライトの粗大化を抑制する方法である。第三に、HAZ組織そのものを微細にさせる方法である。

#### 【0017】

第一のオーステナイト粒の粗大化を抑制する方法に関しては、例えば、特許文献7に記載されているように、微細酸化物を分散させる方法が有効である。特許文献7では、微細酸化物の分散に、脱酸工程で溶鋼の溶存酸素量を $Si$ との平衡反応で調整し、さらにその後 $Ti$ 、 $Al$ 、 $Ca$ の順序で脱酸するとしている。そして、この方法により、粒子径が $0.01 \sim 1.0 \mu m$ の酸化物を $5 \times 10^3 \sim 1 \times 10^5$ 個/ $mm^2$ で分散させるとしている。

#### 【0018】

そこで、発明者らは、 $Ceq$ が0.36以上0.42以下と高い場合で、 $Nb$ を0.003%含み、かつ $Ni$ を0.8%以上添加した系において、微細酸化物を分散させHAZ韌性を更に向上させる方法を鋭意検討した。まず、微細酸化物を分散させる方法であるが、このような系においては、脱酸工程で溶鋼の溶存酸素量を0.0010~0.0050%に調整し、その後、まず $Ti$ で脱酸し、引き続き $Al$ で脱酸した後、さらに、 $Ca$ 、 $Mg$ 、 $REM$ のうち1種類以上添加することで、円相当径が $0.005 \sim 0.5 \mu m$ の微細酸化物を100個/ $mm^2$ 以上分散させることが可能であることを見出した。

#### 【0019】

また、この微細酸化物分散により、溶接での高温滞留時のオーステナイト粒粗大化が抑制されHAZ韌性を更に改善させることできた。一例として、 $Ni$ を適正添加したのみのHAZ韌性と比較した結果を図3に示す。なお、生成される酸化物は、 $Ni$ の量が多いほど細かく、個数も多くなり、 $Ni$ 量が1.5%以上の場合では1000個/ $mm^2$ 以上となる。これは今回発見したものである。さらに、溶鋼中の $Si$ 量については、 $Si$ 量が多い場合では酸化物ができにくくなるため、 $Si$ 量は0.30%以下、さらには0.20%以下とすることが好ましいことが今回の検討から明らかとなった。

#### 【0020】

他方、 $Ti$ 脱酸の前の溶存酸素量が0.0050%を超える場合や脱酸元素の順番が異なる場合では、酸化物が粗大化し微細酸化物が十分に得られないため、オーステナイト粒の粗大化の抑制効果は殆ど得られない。

#### 【0021】

なお、円相当径 $0.005 \sim 0.5 \mu m$ の酸化物の個数は、母材となる鋼板から抽出レ

プリカを作製し、それを電子顕微鏡にて10000倍で100視野以上（観察面積にして10000 $\mu\text{m}^2$ 以上）を観察し、0.1 $\mu\text{m}$ 未満の粒子に関しては適宜倍率を高めて観察した。観察された0.005～0.5 $\mu\text{m}$ 径の各粒子において元素分析を行い、酸化物であるもののカウントした。

#### 【0022】

次に、発明者らは、HAZ韌性向上方法として、上述で第二の方法、および、第三の方法として記した、粒界フェライトの粗大化抑制、および、HAZ組織の微細化を鋭意検討した。その結果、Ceqが0.36以上0.42以下と高い場合で、かつNiを0.8%以上添加した系で、特に今回のような20～100kJ/mm相当の大入熱溶接をする場合においては、Bの添加が有効であることが判明した。その理由は、粒界フェライトの粗大化抑制の点では、再加熱オーステナイト粒界に固溶Bが偏析することにより粒界フェライトの生成が抑制されるためである。

#### 【0023】

また、HAZ組織の微細化の点では、今回のような大入熱溶接で冷却速度が遅い場合では、B添加によりオーステナイト粒界、および、オーステナイト粒内の介在物にB窒化物が析出し、それを核とする数 $\mu\text{m}$ の微細なフェライトがオーステナイト粒界および粒内に多数生成することによりHAZ組織が微細化されるためである。B添加によるHAZ韌性の改善を、Niを適正添加したのみのHAZ韌性と比較した結果を図3に示す。B添加によりHAZ韌性がさらに向上していることが判る。さらに、図3には、上述の微細酸化物を分散させる方法に加えB添加させた場合でのHAZ韌性を示しているが、微細酸化物分散とB添加によりHAZ韌性が一層向上している。これは、BNの析出サイトとなる酸化物が増えたことによって、そのBNを核するフェライトが増えHAZ組織がより微細化したためと考えられる。

#### 【0024】

また、強度確保や耐食性の向上の観点から、上記条件に加え、Cu、Cr、Mo、Vを添加した場合でのHAZ韌性も検討した。その結果、それぞれ、0.1～0.4%、0.1～0.5%、0.03～0.2%、0.005～0.050%の範囲での添加であれば、HAZ韌性を大きく低下しないことが判明した。

#### 【0025】

なお、この発明の鋼板の製造方法は、特に制限されることはなく、公知の方法に従って製造すれば良い。例えば、上記の好適成分組成に調整した溶鋼を連続鋳造法でスラブとしたのち、1000～1250℃に加熱してから、熱間圧延を施せばよい。

#### 【0026】

次に、本発明で使用する鋼素材の成分組成の限定理由について説明する。以下、組成における質量は単に%で記す。

Cは、鋼の強度を向上させる有効な成分として下限を0.03%とし、また過剰の添加は、炭化物やMAを多量に生成しHAZ韌性を著しく低下させるので、上限を0.14%とした。

#### 【0027】

Siは、母材の強度確保、脱酸などに必要な成分であるが、HAZの硬化により韌性が低下するのを防止するため上限を0.30%とした。さらに酸化物を利用する場合では溶鋼中の酸素濃度の減少を防ぐために上限を0.20%以下とするのが好ましい。

#### 【0028】

Mnは、母材の強度、韌性の確保に有効な成分として0.8%以上の添加が必要であるが、溶接部の韌性、割れ性などの許容できる範囲で上限を2.0%とした。さらに、Mnに上限に関しては、Ceq、Mn量、およびNi量との関係を示す式[1]を満たす必要がある。これは、今回の検討で新たに見出された、Ceqが高い場合でMnの増加がHAZ組織中にMAを多量に生成させる原因となりNiによるHAZ韌性の向上効果を消失せるということに基づく。

$$\text{Ni}/\text{Mn} \geq 10 \times \text{Ceq} - 3$$

..... [1]

## 【0029】

Pは、含有量が少ないほど望ましいが、これを工業的に低減させるためには多大なコストがかかることから、含有範囲を0.02以下とした。

## 【0030】

Sは、含有量が少ないほど望ましいが、これを工業的に低減させるためには多大なコストがかかることから、含有範囲を0.005以下とした。

## 【0031】

Niは、本発明で重要な元素であり、少なくとも0.8%の添加が必要である。さらに、Niに下限に関しては、Ce<sub>q</sub>、Mn量、およびNi量との関係を示す式[1]を満たす必要がある。上限に関しては、製造コストの観点から4.0%とした。

$$Ni/Mn \geq 10 \times Ce_q - 3 \quad \dots \dots \dots [1]$$

## 【0032】

Nbは、焼き入れ性を向上させることにより母材の強度を向上させるために有効な元素であることから0.003%以上添加する。しかし、Nbを多く添加するとNi/Mn比に関係なくHAZ中にMAが生成しやすくなり、0.040%より多く添加した場合ではHAZ中に長径が5μm以上の粗大なMAが多数生成しHAZ靱性を大きく低下させることがあることからNbの上限を0.040%とした。なお、より高い靱性を得るためには、上述の式[1]を満たすNi/Mn比の場合で長径が5μm以上の粗大なMAが殆ど生成しない0.020%以下にNb量を抑えることが好ましい。さらにより高い靱性をより安定的に得るためには、上述の式[1]を満たすNi/Mn比の場合で長径が3μm以上のMAが殆ど生じない0.010%以下にNb量を抑えることが好ましい。

## 【0033】

Alは、重要な脱酸元素であり、下限値を0.001%とした。また、Alが多量に存在すると、鑄片の表面品位が劣化するため、上限を0.040%とした。

## 【0034】

Tiは、再加熱オーステナイト粒の粗大化抑制のために必要なピンニング粒子となるTi窒化物やTi含有酸化物を生成させるため、0.005%以上添加する。しかし、過剰の添加は固溶Ti量を増加させHAZ靱性の低下を招くことから、0.030%を上限とした。

## 【0035】

Nは、溶接後の冷却中にオーステナイト粒界および粒内にTi窒化物やB窒化物を生成させるために必要に応じて添加量を調整する。Bと結合してB窒化物を形成させるためには0.0010%以上添加が必要であるが、過剰の添加は固溶N量を増大させHAZ靱性の低下を招くことから、0.0100%を上限とした。

## 【0036】

Caは、再加熱オーステナイト粒の粗大化抑制のために必要なピンニング粒子となるCa系酸化物を生成させるために必要に応じて0.0003%以上の添加する。しかし、過剰の添加は粗大介在物を生成させることから、0.0050%を上限とした。

## 【0037】

Mgは、再加熱オーステナイト粒の粗大化抑制のために必要なピンニング粒子となるMg系酸化物を生成させるために必要に応じて0.0003%以上の添加する。しかし、過剰の添加は粗大介在物を生成させることから、0.0050%を上限とした。

## 【0038】

REMは、再加熱オーステナイト粒の粗大化抑制のために必要なピンニング粒子となるREM系酸化物を生成させるために必要に応じて0.0001%以上の添加する。しかし、過剰の添加は粗大介在物を生成させることから、0.030%を上限とした。また、ここで述べるREMとは、CeおよびLaであり、添加量は両者の総量である。

## 【0039】

Bは、固溶Bとして溶接後の冷却中にオーステナイト粒界に偏析させ粒界フェライトの生成を抑制するため、また、オーステナイト粒界や粒内でBNを生成させるために、必要に応じて0.0005%以上添加する。しかし、過剰の添加は固溶B量を増大させ、HAZ硬さを大きく上昇させてHAZ靱性の低下を招くことから、0.0050%を上限とした。

#### 【0040】

Cuは、鋼材の強度および耐食性を向上させるために必要に応じて0.1%以上添加する。その効果は、1.0%で飽和するので上限を1.0としたが、0.4%を超えるとMAが生成しやすくなりHAZ靱性が低下することから、好ましくは0.4%以下が良い。

#### 【0041】

Crは、鋼材の耐食性を向上させるために必要に応じて0.1%以上添加するが、過剰の添加はMA生成によるHAZ靱性の低下を招くことから、0.5%を上限とした。

#### 【0042】

Moは、母材の強度および耐食性を向上させるために有効な元素であり必要に応じて0.01%以上添加する。その効果は、0.5%で飽和するので上限を0.5%としたが、過剰の添加はMA生成によるHAZ靱性の低下を招くことから、好ましくは0.2%以下が良い。

#### 【0043】

Vは、母材の強度を向上させるために有効な元素であり必要に応じて0.005%添加する。その効果は、0.5%で飽和するので上限を0.10%としたが、過剰の添加はMA生成によるHAZ靱性の低下を招くことから、好ましくは0.050%以下が良い。

#### 【実施例1】

#### 【0044】

表1に示した化学成分の溶鋼を連続 casting して鋼片を作製した。D23～D31、D46～D49に関してはTi投入前に溶鋼の溶存酸素をSiで0.0010%～0.0050%に調整し、その後、まずTiで脱酸し、引き続きAlで脱酸した後、Ca、Mg、REMのいずれかを添加し脱酸した。これらを1100～1250℃で再加熱したあと、以下の2種類の圧延方法により板厚50～80mmの鋼板を製造した。一つは、表面温度が750～900℃の温度範囲で圧延したあと、水冷後の板表面の温度が200～400℃の温度範囲内で復熱するまで水冷する方法（表2ではTMCPと記載）であり、もう一つは、熱間圧延したのち室温まで水冷し、500～600℃の範囲で焼戻す製造方法（表2ではDQ-Tと記載）である。

#### 【0045】

表2に鋼板の製造条件、板厚、機械的性質を示す。また、D23～D31、D46～D49に関しては、鋼板の任意の箇所において測定した、円相当径0.005～0.5μmの微細酸化物の個数を併記した。酸化物の個数は、鋼板の任意の箇所から抽出レプリカを作製し、それを電子顕微鏡にて10000倍で100視野以上（観察面積にして10000μm<sup>2</sup>以上）を観察し、0.1μm未満の粒子に関しては適宜倍率を高めて観察した。観察される0.005～0.5μm径の各粒子において元素分析を行い、酸化物であるものカウントすることにより求めた。D23～D31、D46～D49のどの鋼材も、円相当径で0.01～0.5μmの微細酸化物が本発明範囲の100個/mm<sup>2</sup>以上分散させている。なお、Si以外の元素がほぼ同等であるD46、D47およびD48、D49の比較から、Si量は0.20%以下と少ない方が酸化物の量が多いことが分かる。

#### 【0046】

これら鋼板に、溶接入熱量が20～100kJ/mmであるエレクトロガス溶接（EGW）あるいはエレクトロスラグ溶接（ESW）を用いて、鋼板を突き合せて立て向き1パス溶接を行った。そして、板厚中央部（t/2）に位置するHAZにおいて、FLから1mm離れたHAZとFLの2箇所にノッチを入れ、-40℃でシャルピー衝撃試験を行った。表2に溶接条件とHAZ靱性を示す。ここでのシャルピー衝撃試験では、JIS4号

の 2 mm V ノッチのフルサイズ試験片を用いた。また、表 2 には、FL～HAZ 1 mm 間の旧オーステナイト粒径を併記した。ここで記載している FL～HAZ 1 mm 間の旧オーステナイト粒径は、板厚中央部 (2/t) を中心とした板厚方向 2 mm と、FL～HAZ 1 mm を含む面に含まれる旧オーステナイト粒の粒径を断面法により測定した平均粒径である。なお、ここではネット状につながっている塊状フェライトを旧オーステナイト粒の粒界として測定を行なった。

【0047】

D1～D49 は本発明鋼である。鋼の化学成分が適正に制御されているために、所定の母材性能を満たしつつ、-40℃での大入熱 HAZ 靱性が良好である。また、微細酸化物を分散させた D23～D31、D46～D49 は FL～HAZ 1 mm 間の旧オーステナイト粒径が 200 μm 以下と他のものより細粒になっており、-40℃での大入熱 HAZ 靱性が一層高くなっている。また、B の添加し HAZ 組織の微細化を図った D20 は、B を添加していない、B 以外の添加元素が同量である D19 に比べて HAZ 靱性が良好であり、-40℃での大入熱 HAZ 靱性も高い値を示している。

一方、比較鋼の C1～17 は、式 [1] を満たすための十分な Ni が含まれていない、もしくは、鋼の化学成分が適正に制御されているために、大入熱 HAZ 靱性が不十分である。

【0048】

【表 1】

区分	記号	C	Si	Mn	P	S	Ni	Nb	Al	Ti	N	Ca	Mg	REM	O	B	Cu	Cr	Mo	V	Ceq	Ni/Mn	10×Ceq-3	判定*
発明例	D1	0.04	0.13	1.31	0.008	0.002	1.6	0.006	0.015	0.008	0.0035										0.37	1.22	0.7	○
	D2	0.04	0.17	0.81	0.008	0.002	2.8	0.006	0.015	0.008	0.0035										0.36	3.46	0.6	○
	D3	0.07	0.17	1.40	0.007	0.002	0.9	0.006	0.015	0.007	0.0035										0.36	0.64	0.6	○
	D4	0.07	0.05	0.81	0.006	0.002	2.4	0.006	0.014	0.008	0.0035										0.37	2.96	0.7	○
	D5	0.10	0.19	1.11	0.007	0.002	1.1	0.004	0.015	0.007	0.0032										0.36	0.99	0.6	○
	D6	0.13	0.05	0.91	0.007	0.003	1.2	0.005	0.014	0.006	0.0037										0.36	1.32	0.6	○
	D7	0.06	0.19	1.41	0.007	0.002	1.3	0.005	0.012	0.006	0.0042										0.38	0.92	0.8	○
	D8	0.06	0.22	1.11	0.006	0.003	2.1	0.005	0.014	0.006	0.0035										0.39	1.89	0.9	○
	D9	0.09	0.15	1.21	0.007	0.003	1.4	0.006	0.015	0.006	0.0035										0.39	1.16	0.9	○
	D10	0.12	0.11	1.01	0.007	0.002	1.4	0.005	0.014	0.009	0.0035										0.38	1.39	0.8	○
	D11	0.13	0.14	0.91	0.006	0.002	1.5	0.006	0.015	0.008	0.0035										0.38	1.65	0.8	○
	D12	0.06	0.14	1.41	0.007	0.002	1.6	0.005	0.014	0.008	0.0032										0.40	1.13	1.0	○
	D13	0.06	0.22	1.11	0.007	0.002	2.4	0.005	0.014	0.007	0.0035										0.41	2.16	1.1	○
	D14	0.09	0.21	1.31	0.008	0.002	1.4	0.005	0.014	0.008	0.0035										0.40	1.07	1.0	○
	D15	0.13	0.19	1.01	0.007	0.002	1.6	0.005	0.014	0.007	0.0035										0.41	1.58	1.1	○
	D16	0.12	0.22	0.91	0.007	0.003	2.1	0.006	0.015	0.006	0.0035										0.41	2.31	1.1	○
	D17	0.13	0.17	1.01	0.006	0.002	1.7	0.005	0.014	0.006	0.0032										0.41	1.68	1.1	○
	D18	0.12	0.15	1.11	0.008	0.002	1.5	0.005	0.014	0.006	0.0037										0.41	1.35	1.1	○
	D19	0.06	0.14	1.41	0.007	0.002	1.6	0.005	0.014	0.009	0.0041										0.40	1.13	1.0	○
	D20	0.06	0.14	1.40	0.007	0.002	1.6	0.005	0.014	0.009	0.0041						0.0012				0.40	1.14	1.0	○
	D21	0.06	0.10	1.21	0.007	0.002	1.7	0.006	0.015	0.010	0.0035							0.4			0.40	1.40	1.0	○
	D22	0.06	0.22	1.11	0.007	0.002	1.8	0.005	0.014	0.008	0.0035							0.0023		0.2	0.41	1.62	1.1	○
	D23	0.06	0.16	1.31	0.006	0.004	1.8	0.005	0.014	0.008	0.0035	0.0018				0.0019					0.40	1.37	1.0	○
	D24	0.06	0.17	1.40	0.008	0.004	1.6	0.005	0.014	0.008	0.0037	0.0019				0.0019	0.0008				0.40	1.14	1.0	○
	D25	0.06	0.12	1.20	0.007	0.002	2.1	0.006	0.015	0.007	0.0033		0.0016			0.0017	0.0009				0.40	1.75	1.0	○
	D26	0.06	0.15	1.00	0.007	0.002	2.6	0.005	0.014	0.008	0.0036				0.0220	0.0020	0.0011				0.40	2.60	1.0	○
	D27	0.06	0.11	1.21	0.007	0.002	1.8	0.015	0.015	0.007	0.0035	0.0014					0.0017		0.3		0.40	1.49	1.0	○
	D28	0.06	0.23	1.00	0.007	0.002	1.9	0.005	0.014	0.006	0.0035	0.0018				0.0030	0.0009		0.2		0.40	1.90	1.0	○
	D29	0.06	0.17	1.20	0.008	0.004	1.8	0.005	0.014	0.006	0.0035	0.0036				0.0029	0.0005	0.3			0.40	1.50	1.0	○
	D30	0.06	0.12	1.20	0.007	0.002	1.7	0.006	0.015	0.006	0.0035	0.0009				0.0028	0.0009	0.2	0.05		0.40	1.42	1.0	○
	D31	0.06	0.12	1.20	0.007	0.002	1.9	0.006	0.015	0.006	0.0035	0.0016				0.0023	0.0009	0.2		0.037	0.41	1.58	1.1	○
	D32	0.07	0.15	1.21	0.007	0.003	1.4	0.028	0.014	0.009	0.0032	0.0015				0.0018	0.0012	0.4			0.39	1.16	0.9	○
	D33	0.08	0.13	1.21	0.009	0.002	1.3	0.013	0.014	0.010	0.0052	0.0017				0.0020	0.0009	0.3			0.39	1.07	0.9	○
	D34	0.08	0.19	1.21	0.008	0.003	1.5	0.013	0.025	0.008	0.0076	0.0012				0.0015	0.0035	0.4			0.41	1.24	1.1	○
	D35	0.08	0.19	1.24	0.010	0.002	1.2	0.021	0.014	0.008	0.0035										0.36	0.99	0.6	○
	D36	0.09	0.19	1.21	0.010	0.003	1.5	0.015	0.015	0.008	0.0035								0.03		0.40	1.24	1.0	○
	D37	0.10	0.19	1.11	0.006	0.002	1.9	0.015	0.035	0.007	0.0035										0.41	1.71	1.1	○
	D38	0.11	0.14	0.91	0.006	0.003	1.7	0.031	0.014	0.008	0.0035									0.045	0.38	1.87	0.8	○
	D39	0.12	0.14	1.11	0.008	0.002	1.8	0.029	0.032	0.007	0.0032										0.43	1.62	1.3	○
	D40	0.10	0.14	1.21	0.009	0.002	1.6	0.030	0.014	0.006	0.0037								0.2		0.42	1.32	1.2	○
	D41	0.10	0.24	1.21	0.006	0.002	1.5	0.031	0.028	0.006	0.0042										0.40	1.24	1.0	○
	D42	0.08	0.24	1.31	0.005	0.003	1.6	0.032	0.014	0.006	0.0035										0.41	1.22	1.1	○
	D43	0.03	0.22	1.31	0.008	0.003	2.5	0.035	0.038	0.006	0.0035										0.42	1.91	1.2	○
	D44	0.06	0.24	0.81	0.007	0.003	3.2	0.035	0.014	0.009	0.0035										0.41	3.95	1.1	○
	D45	0.03	0.11	1.51	0.007	0.002	1.8	0.035	0.014	0.010	0.0035										0.40	1.19	1.0	○
	D46	0.07	0.11	1.21	0.007	0.003	1.4	0.028	0.014	0.009	0.0032	0.0015				0.0018		0.4			0.39	1.16	0.9	○
	D47	0.07	0.28	1.21	0.007	0.003	1.4	0.028	0.014	0.009	0.0032	0.0015				0.0018		0.4			0.39	1.16	0.9	○
	D48	0.06	0.11	1.20	0.008	0.004	1.8	0.005	0.014	0.006	0.0035	0.0018				0.0026	0.0012	0.3			0.40	1.50	1.0	○
	D49	0.06	0.28	1.20	0.008	0.004	1.8	0.005	0.014	0.006	0.0035	0.0017				0.0026	0.0012	0.3			0.40	1.50	1.0	○
比較例	C1	0.04	0.14	1.90	0.007	0.002	0.1	0.003	0.012	0.008	0.0032										0.36	0.05	0.6	×
	C2	0.04	0.09	1.60	0.006	0.003	0.8	0.009	0.019	0.008	0.0037										0.36	0.50	0.6	×
	C3	0.06	0.09	1.70	0.007	0.003	0.2	0.005	0.012	0.008	0.0042										0.36	0.12	0.6	×
	C4	0.09	0.11	1.60	0.008	0.003	0.0	0.006	0.015	0.007	0.0035										0.36	0.00	0.6	×
	C5	0.10	0.14	1.30	0.008	0.002	0.7	0.005	0.014	0.008	0.0035										0.36	0.54	0.6	×
	C6	0.13	0.22	1.20	0.007	0.002	0.5	0.003	0.012	0.008	0.0035										0.36	0.42	0.6	×
	C7	0.06	0.11	1.90	0.007	0.002	0.1	0.006	0.015	0.008	0.0035										0.38	0.05	0.8	×
	C8	0.06	0.14	1.60	0.007	0.004	0.8	0.005	0.014	0.007	0.0032										0.38	0.50	0.8	×
	C9	0.09	0.17	1.40	0.008	0.002	0.9	0.005	0.014	0.008	0.0037										0.38	0.64	0.8	×
	C10	0.11	0.23	1.30	0.007	0.002	0.8	0.006	0.015	0.007	0.0042										0.38	0.62	0.8	×
	C11	0.06	0.16	2.00	0.008	0.004	0.1	0.005	0.014	0.006	0.0035										0.40	0.05	1.0	×
	C12	0.06	0.11	1.60	0.007	0.002	1.1	0.006	0.015	0.006	0.0035										0.40	0.69	1.0	×
	C13	0.10	0.25	1.70	0.006	0.003	0.2	0.006	0.015	0.006	0.0035													

【表2】

区分	記号	製造方法	板厚(mm)	母材(t/2部) <sup>1)</sup>			酸化物数 <sup>2)</sup> (個/mm <sup>2</sup> )	突き合せ1パス溶接条件 <sup>3)</sup>		FL~HAZ1mmの <sup>4)</sup> 平均γ粒径(μm)	HAZ靱性 <sup>5)</sup>	
				引張強度(MPa)	降伏応力(MPa)	vE <sub>-40</sub> (J)		溶接方法	入熱(kJ/mm)		FL/vE <sub>-40</sub> (J)	FL+1mm/vE <sub>-40</sub> (J)
発明例	D1	TMCP	60	576	476	231		EGW	39	480	140	128
	D2	TMCP	65	565	465	229		EGW	42	520	135	124
	D3	DQ-T	70	576	456	225		ESW	85	770	116	106
	D4	TMCP	60	576	476	231		ESW	73	690	123	113
	D5	DQ-T	55	605	485	238		ESW	67	605	127	117
	D6	TMCP	65	565	465	229		EGW	42	520	135	124
	D7	TMCP	70	560	460	219		ESW	85	770	116	106
	D8	TMCP	80	541	441	213		EGW	51	640	124	114
	D9	DQ-T	60	601	481	225		EGW	39	480	140	128
	D10	TMCP	65	570	470	223		ESW	79	715	119	109
	D11	TMCP	75	550	450	216		EGW	48	600	128	117
	D12	TMCP	80	545	445	208		EGW	51	640	124	114
	D13	TMCP	55	596	496	224		EGW	35	440	144	132
	D14	DQ-T	65	585	475	217		ESW	79	715	119	109
	D15	TMCP	70	566	466	213		ESW	85	770	116	106
	D16	TMCP	65	578	478	214		EGW	42	520	135	124
	D17	DQ-T	70	588	468	211		EGW	45	560	131	120
	D18	TMCP	75	556	456	210		EGW	48	600	128	117
	D19	TMCP	70	565	465	214		EGW	45	560	131	120
	D20	TMCP	70	575	482	214		EGW	45	560	171	156
	D21	DQ-T	70	585	465	214		ESW	85	770	116	106
	D22	TMCP	70	566	466	213		EGW	45	560	184	160
	D23	TMCP	65	575	475	218	900	ESW	79	180	207	189
	D24	DQ-T	60	605	485	221	1200	EGW	39	165	214	196
	D25	TMCP	70	565	465	214	1300	EGW	45	152	221	203
	D26	TMCP	80	545	445	209	1100	EGW	51	185	204	187
	D27	TMCP	70	565	465	214	900	EGW	45	180	207	189
	D28	TMCP	65	574	474	218	1800	ESW	79	167	213	195
	D29	TMCP	60	585	485	221	2100	EGW	39	184	205	188
	D30	DQ-T	65	584	474	218	2400	EGW	42	165	214	196
	D31	TMCP	60	587	487	219	1900	EGW	39	184	205	188
	D32	TMCP	70	563	463	217	700	EGW	45	180	207	189
	D33	TMCP	65	572	472	221	600	EGW	42	164	214	197
	D34	DQ-T	80	567	447	207	1400	ESW	98	180	196	180
	D35	TMCP	70	555	455	225		ESW	85	660	123	113
	D36	DQ-T	70	584	464	215		ESW	85	605	127	117
	D37	TMCP	65	578	478	214		EGW	42	520	135	124
	D38	TMCP	60	581	481	226		ESW	73	770	116	106
	D39	TMCP	70	571	471	208		EGW	45	640	124	114
	D40	DQ-T	80	570	450	203		EGW	51	480	140	128
	D41	TMCP	70	565	465	214		ESW	85	715	119	109
	D42	TMCP	65	576	476	216		EGW	42	600	128	117
	D43	TMCP	60	589	489	217		EGW	39	640	124	114
	D44	TMCP	65	577	477	215		EGW	42	440	144	132
	D45	DQ-T	60	605	485	221		ESW	73	715	119	109
	D46	TMCP	70	553	453	217	900	EGW	45	145	225	206
	D47	TMCP	70	579	481	217	400	EGW	45	195	200	183
	D48	TMCP	60	578	485	221	2300	EGW	39	164	214	236
	D49	TMCP	60	592	485	225	1500	EGW	39	185	204	225
比較例	C1	TMCP	70	556	456	225		ESW	85	770	36	25
	C2	DQ-T	60	595	475	233		EGW	39	480	57	40
	C3	TMCP	75	544	444	224		EGW	48	600	46	32
	C4	TMCP	60	574	474	234		EGW	39	480	57	40
	C5	TMCP	60	576	476	232		EGW	39	480	57	40
	C6	TMCP	55	586	486	236		ESW	67	605	45	32
	C7	DQ-T	60	601	481	226		EGW	39	480	57	40
	C8	TMCP	60	580	480	227		EGW	39	480	57	40
	C9	TMCP	60	581	481	226		EGW	39	480	57	40
	C10	TMCP	60	580	480	227		EGW	39	480	57	40
	C11	DQ-T	70	585	465	214		ESW	85	770	36	25
	C12	TMCP	60	585	485	221		EGW	39	480	57	40
	C13	TMCP	70	564	464	215		EGW	45	560	49	34
	C14	TMCP	65	575	475	218		EGW	42	520	53	37
	C15	TMCP	55	598	498	222		ESW	67	605	45	32
	C16	DQ-T	65	588	468	226		EGW	42	520	53	37
	C17	TMCP	60	581	481	226		EGW	39	480	57	40

- 1) 板厚中心位置、YSとTSは試験片2本の平均値、-40℃でのシャルピー吸収エネルギー(vE-40)は試験片3本の平均値  
2) 鋼板の任意の箇所より抽出レプリカを作。電子顕微鏡にて10000倍で100視野以上(観察面積にして10000μm<sup>2</sup>以上)を観察。  
但し、0.1μm未満の粒子に関しては適宜倍率を高めて観察。  
円相当径0.005~0.5μmの粒子うち元素分析で酸化を含むものをカウントして1mm<sup>2</sup>あたりの個数に換算。  
3) EGW: エレクトロガス溶接, ESW: エレクトロスラグ溶接、溶接入熱量は溶接全長での平均値、各溶接法で共通の溶接材料を使用。  
4) 板厚中央部(2/4)を中心とした板厚方向2mmと、FL~HAZ1mmを含む面に含まれる旧オーステナイトの平均粒径。  
断面法により測定。ネット状につながっているフェライトを旧オーステナイト粒の粒界として測定。  
5) FLノッチはWMとHAZが等分になるように磨き、各ノッチ位置でのvE-40は試験片3本の平均値。

## 【図面の簡単な説明】

【0050】

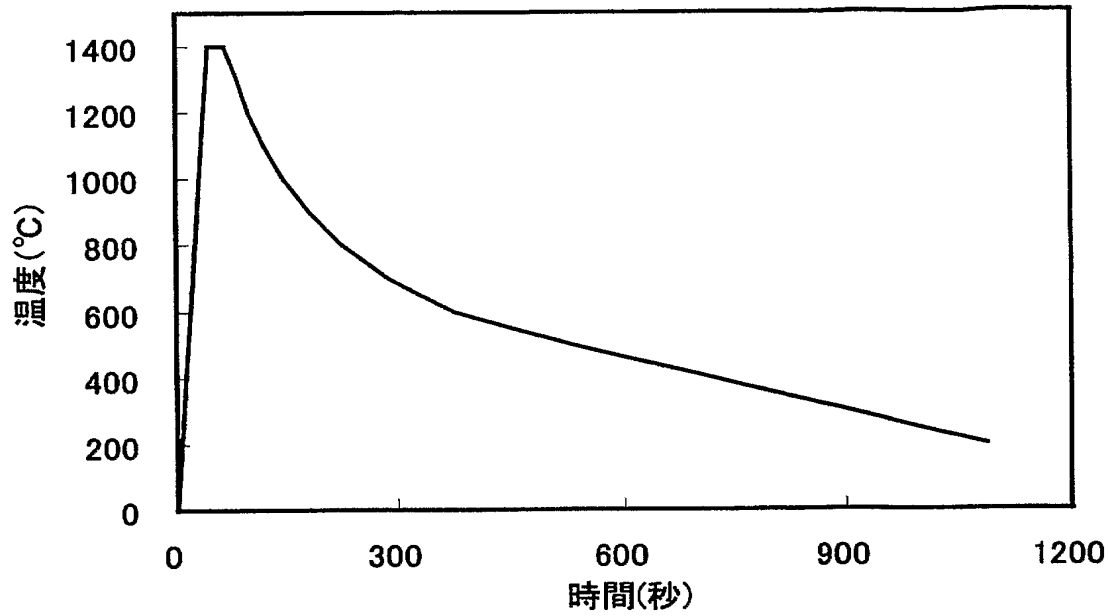
【図1】 45kJ/mm相当の溶接熱サイクルを示す図である。

【図2】 Ni/MnとCe qと再現HAZ靱性との関係を示す図である。

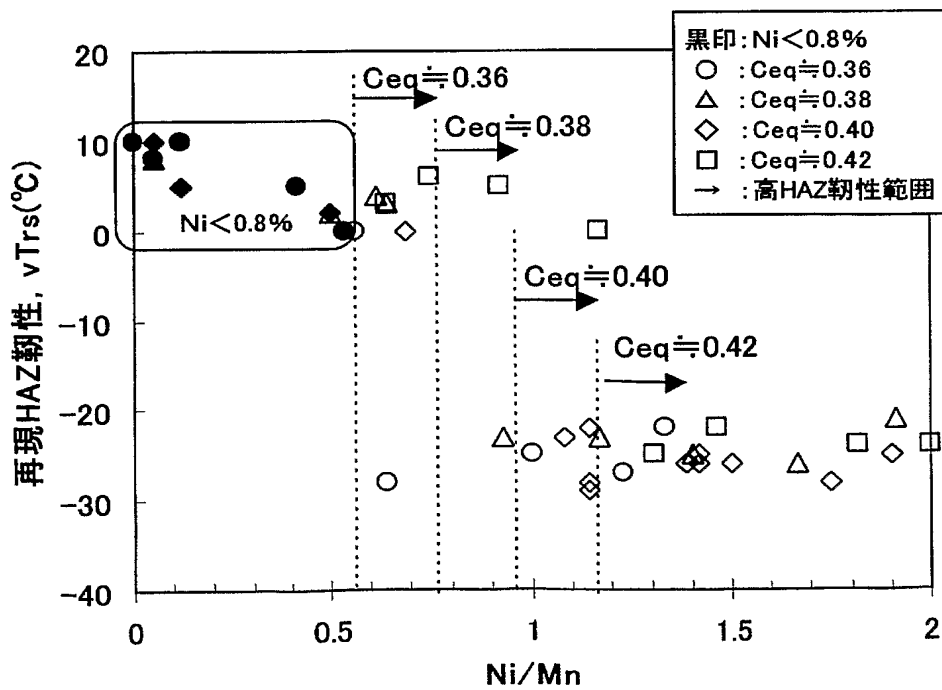
【図3】 微細酸化物分散またはB活用による再現HAZ靱性向上効果を示す図である。

【書類名】図面

【図 1】

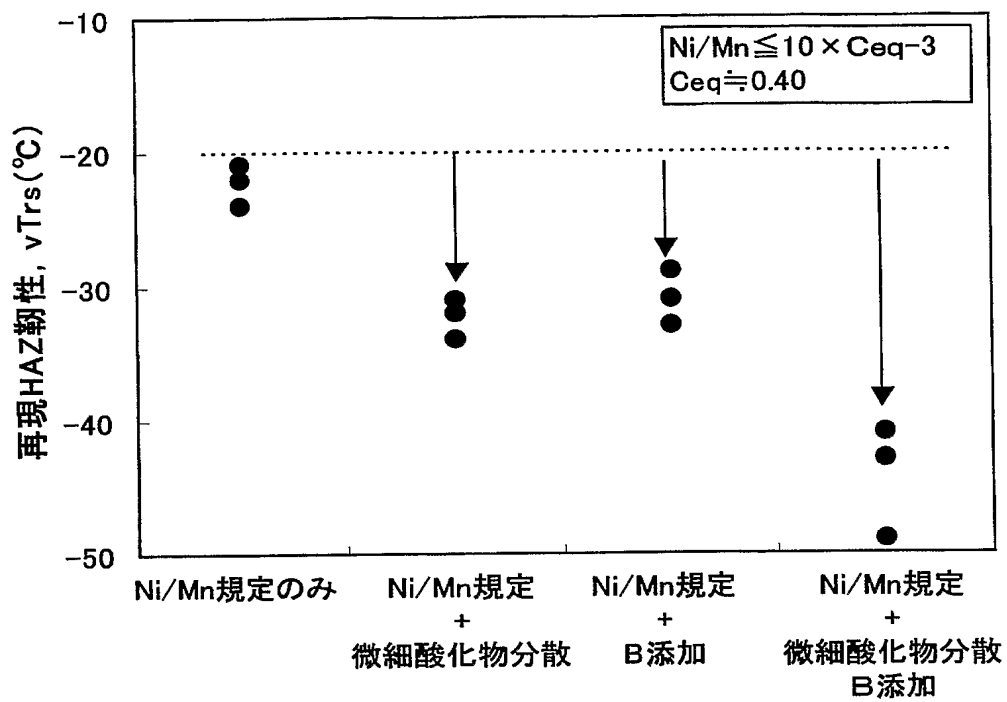


【図 2】





【図 3】



【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 板厚50～80mm、母材引張強度490～570MPa級の鋼板で、溶接入熱量が<sup>※</sup>20～100kJ/mmの溶接を行った場合においても優れた溶接H A Z 靱性を実現できる厚手高強度鋼板を提供する。

【解決手段】 本発明は、質量％で、C:0.03～0.14％、Si:0.30％以下、Mn:0.8～2.0％、P:0.02％以下、S:0.005％以下、Ni:0.8～4.0％、Nb:0.003～0.040％、Al:0.001～0.040％、N:0.0010～0.0100％、Ti:0.005～0.030％を含有し、NiとMnが式〔1〕を満たし、残部が鉄および不可避不純物であることを特徴とする。

$$\text{Ni} / \text{Mn} \geq 10 \times \text{Ceq} - 3 \quad (0.36 < \text{Ceq} < 0.42) \quad \cdot \cdot \quad [1]$$

$$\text{但し、} \text{Ceq} = \text{C} + \text{Mn} / 6 + (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V}) / 5 + (\text{Ni} + \text{Cu}) / 15$$

【選択図】 図 2

## 認定・付加情報

特許出願の番号	特願 2 0 0 5 - 1 0 2 0 4 1
受付番号	5 0 5 0 0 5 9 0 5 6 1
書類名	特許願
担当官	第五担当上席 0 0 9 4
作成日	平成 1 7 年 4 月 5 日

## &lt; 認定情報・付加情報 &gt;

## 【特許出願人】

【識別番号】	000006655
【住所又は居所】	東京都千代田区大手町 2 丁目 6 番 3 号
【氏名又は名称】	新日本製鐵株式会社

## 【代理人】

申請人

【識別番号】	100062421
【住所又は居所】	東京都台東区浅草橋 3 丁目 1 番 1 号 ハリファックス浅草橋ビル 3 階 三友合同特許事務所
【氏名又は名称】	田村 弘明

## 【選任した代理人】

【識別番号】	100068423
【住所又は居所】	東京都台東区浅草橋 3 丁目 1 番 1 号 ハリファックス浅草橋ビル 3 階 三友合同特許事務所
【氏名又は名称】	矢葺 知之

## 【選任した代理人】

【識別番号】	100080171
【住所又は居所】	東京都台東区浅草橋 3 丁目 1 番 1 号 ハリファックス浅草橋ビル 3 階 三友合同特許事務所
【氏名又は名称】	津波古 繁夫

特願 2 0 0 5 - 1 0 2 0 4 1

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号 [ 0 0 0 0 0 6 6 5 5 ]

1. 変更年月日 1 9 9 0 年 8 月 1 0 日

[変更理由] 新規登録

住 所 東京都千代田区大手町 2 丁目 6 番 3 号

氏 名 新日本製鐵株式会社